

PUB-NO: JP357143435A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 57143435 A

TITLE: MANUFACTURE OF HIGH STRENGTH STEEL SHEET FOR WORKING BY CONTINUOUS ANNEALING

PUBN-DATE: September 4, 1982

INVENTOR-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
<u>TAKAHASHI, NOBUYUKI</u>	
FURUNO, YOSHIKUNI	
FUKUNAGA, MASAAKI	

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
NIPPON <u>STEEL</u> CORP	
APPL-NO: JP56028433	
APPL-DATE: March 2, 1981	

US-CL-CURRENT: 148/505

INT-CL (IPC): C21D 9/46; C21D 8/02; C22C 38/06

ABSTRACT:

PURPOSE: To manufacture a steel sheet for working with high strength and a low yield ratio by subjecting a steel contg. a specified percentage each of B, C, Si, Mn, sol. Al and N to hot rolling, cooling, coiling, cold rolling and annealing under specified conditions.

CONSTITUTION: A steel consisting of, by wt., 0.02i-0.20% C, iÂ0.8% Si, 0.8i-2.0% Mn, 0.005i-0.60% sol. Al, B in iÂ0.04 ratio of B/C and by 0.003i-0.0050% as B- 0.7N, iÂ0.0060% N and the balance Fe with inevitable impurities is hot rolled so that the finish rolling is finished at the Ar3 point or below. The rolled steel is cooled at 10i-150iÂC/sec cooling rate, coiled at iÂ680iÂC, cold rolled at iÂ65% reduction ratio, soaked at 720i-850iÂC for 20seci-5min, and cooled at iÂliÂC/sec cooling rate. Thus, the B is solubilized, and a steel sheet with a low yield ratio is obtd.

COPYRIGHT: (C)1982,JP0&Japio

⑯ 日本国特許庁 (JP)
 ⑰ 公開特許公報 (A)

⑪ 特許出願公開
 昭57-143435

⑯ Int. Cl.³
 C 21 D 9/46
 8/02
 // C 22 C 38/06

識別記号
 C B B

府内整理番号
 7047-4K
 6793-4K
 7147-4K

⑯ 公開 昭和57年(1982)9月4日
 発明の数 1
 審査請求 未請求

(全 6 頁)

⑤ 連続焼鈍による加工用高強度薄鋼板の製造法

⑥ 特 願 昭56-28433

⑦ 出 願 昭56(1981)3月2日

⑧ 発明者 高橋延幸

北九州市八幡西区枝光1-1-1
 1 新日本製鉄株式会社八幡製鉄
 所内

⑨ 発明者 古野嘉邦

北九州市八幡東区枝光1-1-1

1 新日本製鉄株式会社八幡製鉄
 所内

⑩ 発明者 福永正明

北九州市八幡東区枝光1-1-1

1 新日本製鉄株式会社八幡製鉄
 所内

⑪ 出願人 新日本製鉄株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6
 番3号

⑫ 代理人 弁理士 茶野木立夫

明細書

1. 発明の名称

連続焼鈍による加工用高強度薄鋼板の製造法

2. 特許請求の範囲

重量で、C: 0.02 ~ 0.20%、Si: 0.8%以下、Mn: 0.8 ~ 2.0%、酸可溶Al: 0.005 ~ 0.060%、B: B/C が 0.04 以上、かつ B-0.7N として 0.0003 ~ 0.0050%、N: 0.0060%以下、残部が鉄および不可避的不純物からなる鋼を、熱間圧延にさいし Ar₃点以上で仕上圧延を終了し、ついで 10 ~ 150°C/sec の冷却速度で冷却し、680°C 以下で捲取り、圧下率 65% 以上で冷間圧延し、続いて 720°C ~ 850°C で 20 秒 ~ 5 分間均熱した後、1°C/sec 以上で冷却することを特徴とする連続焼鈍による加工用高強度薄鋼板の製造法。

3. 発明の詳細な説明

本発明は引張強さが 40 ~ 60 キロ級を主体とする高強度で伸び比の低い加工用冷延鋼板、

また表面処理用鋼板として使用される加工用高強度薄鋼板の連続焼鈍による製造法に関するものである。

最近自動車用鋼板は乗員の安全保護や燃費低減を目的として、40 ~ 60 kg/mm² 級高強度冷延鋼板の採用が急速に進められている。中でも車体の寿命、耐久性を改善するために、浴融亜鉛メッキ高強度表面処理鋼板を使用する必要が高まっている。

従来の高強度冷延鋼板や表面処理鋼板は固溶強化法や析出強化法によって高強度化をはかっているが、必然的に降伏点が高くなり、プレス成形時にスプリングバック量が増し、形状凍結性が劣ると共に面ひずみとよばれるしわ不良現象が発生する欠点がある。

従来提案された高強度冷延鋼板の一例として、特開昭54-83924号公報がある。これは Si を高強度化のために 0.7 ~ 1.5% と比較的多量含有させるとともに、B を含有させて焼鈍後の冷却速度を制御して高強度冷延鋼板を製造する

のであるが、この製造法で得られた冷延鋼板はその実施例に示されている如く降伏点が50キロ以上と非常に高く、プレス加工用鋼板として問題がある。

このようなことから本発明者らは、C-Mn系VC適量のBを添加することによって従来の高強度鋼板に代る高強度でありながら、降伏点の低い高強度冷延鋼板が得られることをすでに確認し、先に本発明者等は出願している。

すなわちそれは、C-Mn系に適量のBを添加し、Bの存在形態を固溶状態に制御し、該固溶B含有量を0.0003~0.0070%とし、 $\alpha + \gamma$ 域温度範囲で焼純した冷延鋼板であつて、複合組織を呈し、低降伏点で高強度を示すことから従来の高強度冷延鋼板の欠点が著しく改善できる。

前記のC-Mn-固溶B系では確かに冷却速度が10~15°C/secの連続焼純方法によつても低降伏点で引張り強さが40~50キロ級で、複合組織の高強度冷延鋼板が製造されるけれども、さらに高強度の50~60キロ級で低降伏

昇し、降伏点伸びも発生する。

そこで本発明者らは以上のような現状に鑑み、更に冷却速度の遅い連続焼純や溶融亜鉛メツキライン等においても、容易に複合組織化でき、低降伏比で高強度鋼板が安定して製造できる方法について検討した結果、C-Mn-B系成分において、BとNとCとの3者間の相互作用を考慮した成分調整を行い、熱間圧延条件と焼純条件を組み合せることにより、その目的が達成できることを明らかにした。

即ち本発明の要旨はC:0.02~0.20%、Si:0.8%以下、Mn:0.8~2.0%、酸可溶Al(以下sol Alといふ):0.005~0.060%、B:B/Cが0.04以上で、かつB-0.7Nとして0.0003%以上0.0050%以下、N:0.0060%以下、残部が鉄および不可避的不純物からなる鋼を熱間圧延に際し、Ar₃点以上で仕上げ、ついで10~150°C/secの冷却速度で冷却し、680°C以下で捲取り、その後圧下率65%以上で冷間圧延し、続いて720~800°Cで20

比の高強度冷延鋼板を安定して製造することが難しいことがある。ことに連続焼純後の冷却速度が遅い場合にその傾向がみられる。また溶融亜鉛メツキ鋼板に適用したときには複合組織化が多少難かしいという欠点を有している。

特に溶融亜鉛メツキ鋼板で複合組織化が難かしい理由について述べると、溶融亜鉛メツキ鋼板の製造は、センジマー法に代表されるライン内焼純方式の連続溶融亜鉛メツキラインによるのが最も一般的であり、このライン内焼純は、(1)均熱時間が特に短かく、複合組織化に必要なCやMnの濃縮に不利となり、(2)均熱後450°C前後の溶融亜鉛メツキ開始温度までの冷却速度が、通常1~8°C/secで非常に遅いため、オーステナイトがフェライトとパーライトに変態してしまい、低降伏比化に必要なマルテンサイト組織が得にくい。(3)約450°Cで10秒以内の溶融メツキ処理が施されることにより、たとえ生成されたマルテンサイトも焼戻されて、引張強度が低下し降伏点が高くなり、降伏比が上

秒~5分間均熱後1°C/sec以上で冷却する連続焼純による加工用高強度薄鋼板の製造法にある。

以下本発明を詳細に説明する。

Cは $\alpha + \gamma$ の2相温度域からの冷却過程において、マルテンサイト組織を得るために0.02%以上が必要である。一方、多すぎると加工性が劣化すると共に溶接性が著しく劣化するため0.20%を上限とする。好ましくは0.04~0.10%である。

Siはフェライト中の固溶Cを粒界へ排出させ、複合組織化に補助効果を示す好ましい元素である。また高強度化のためにも有効な元素であるから本発明では0.8%まで含まれる。0.8%超では表面処理鋼板例えは溶融亜鉛メツキ鋼板に適用した場合はメツキ不良を起こすと共に、冷延鋼板を表面塗装する場合にはカチオン電着により耐食性を著しく向上できるが、それでもSiが0.8%超になると耐食性に問題が生じる。好ましくは0.6%以下がよい。

Mnは γ 相を安定化し、冷却過程で複合組織化

を容易にする元素であり、本発明の目的を達成させるためには 0.8 % 以上が必要である。一方あまり多すぎると製鋼作業が困難となると共に、溶接性が劣化すること、溶融亜鉛メッキ鋼板の場合にはメッキ性を劣化させるため、Mn の上限を 2.0 % とする。

Al は後述する B の効果を十分に發揮させるために、脱酸剤として必要な元素であり、酸可溶 Al として 0.005 % 以上が必要である。一方あまり多すぎても介在物起因の表面性状の劣化や加工性の劣化をひきおこすため上限を 0.060 % とする。

B は本発明において重要な元素である。B は鋼中に存在する形態として、窒化物、炭化物、酸化物および固溶 B が考えられるが、本発明の目的である低降伏比の複合組織高強度冷延鋼板とするためには、上記の B の存在形態のうち、固溶 B として存在させておくことが重要である。一方、B は N と γ 域温度で容易に反応し、B 窒化物 (BN) の生成は避けられない。従つて固溶

バーセント比 B/C で 0.04 以上にすればよいことを知見した。B/C が 0.04 以下になると降伏比が大きくなるか、あるいは降伏点伸びがみられ好ましくない。図中○印は降伏比 < 0.6 、かつ降伏点伸び < 0.5 % 、×印は上記範囲外を示す。

なおこの第 1 図での試験材のベース成分は、C : 0.05 ~ 0.18 %, Mn : 1.60 ~ 1.65 %, N : 0.0020 ~ 0.0030 %, B : 0.0020 ~ 0.0080 % であり、冷延後の連続焼純条件は 760 °C で 90 秒均熱し、5 °C/sec で冷却した。

以上より B は B - 0.7 × N として 0.0003 % ~ 0.0050 % で、かつ B/C が 0.04 以上を満足させることが本発明の目的を達成させるために必須の条件である。

N は B との反応によって BN を生成し、固溶 B の制御に好ましくないため、上限を 0.0060 % とする。好ましくは 0.0040 % 以下がよい。

不可避的不純物としての S はプレス加工性に好ましくなく、0.015 % 以下がよい。一方、

B は、全 B 量から N と反応する B 量を減じた量、すなわち B - 0.7 × N で示される量で示され、本発明の目的を達成するには B - 0.7 × N で 0.0003 % 以上必要であり、一方あまり多すぎるとスラグの表面割れのおそれがあるため B - 0.7 × N の上限を 0.0070 % とする。

B を固溶状態として制御するには、まず前述したように溶製時に Al によって鋼を十分に脱酸したあとに B を添加し、B 酸化物の生成を防ぐ必要がある。

次に B 炭化物の生成をできる限り抑制するためには、熱間仕上圧延機入口の温度を 950 °C 以上、好ましくは 1000 °C 以上とし、仕上出口温度を Ar₃ 点以上とし、捲取温度を 680 °C 以下にするとよい。

一方 B 炭化物の生成を皆無とすることは難しく、C 含有量が比較的多い場合にも固溶 B 量を確保し、低降伏比で複合組織を有する高強度鋼板とするには、種々検討したところ、第 1 図に示す如く、B と C の相互作用から B と C の重競

P は固溶強化型元素として高強度化のために 0.08 % 以下を含有させても本発明の効果は失われないが、プレス加工性の面から少ない方が好ましい。

上記元素以外に Cr、Mo 等のマルテンサイトの生成を容易にさせる元素を 1 種または 2 種以上 0.2 ~ 1.0 % 添加することは有効である。

また、伸び、フランジ性を向上させるために Ca、REM、Zr 等の硫化物の形態を制御する元素の添加も有効である。

次に製造条件の限定理由を述べる。

上記の成分範囲内にある鋼は、電気炉、転炉等によって溶製され、造塊一分塊あるいは連続鋳造によりスラブとされる。次に熱間圧延されるが、仕上出口温度は Ar₃ 点以上とし、次いで 10 ~ 150 °C/sec の冷却速度で冷却し、680 °C 以下の温度で捲取る。仕上温度が Ar₃ 点未満であると複合組織が得難く、又熱間圧延後の冷却速度が、余りにも遅くなると低降伏比で高強度をもたらす複合組織とならないので、下限を

10°C/secとする。一方冷却速度が速すぎると熱延板の組織がペイナイトイックな焼入組織とアシキユラーフエライトが形成され、降伏比が高くなり、延性を著しく劣化させてるので上限を150°C/secとする。

また捲取温度が680°Cを超えると、B炭化物が多量に生成されて本発明の目的が達成できない。

熱延コイルは次に酸洗後、冷間圧延されるが、連続溶融亜鉛メッキラインのような遅い冷却速度でも複合組織化させるためには、熱延時に生成された炭化物等の析出物を冷延によつて微細に破碎し、焼鈍の加熱時にCの再溶体化を促進させて、 $\alpha + \gamma$ 域温度でのOの粒界への濃縮を容易にする必要がある。そのために冷間圧下率は65%以上とする。

冷間圧延した後、冷延コイルは焼鈍温度が720～850°Cで20秒～5分間の均熱後、1°C/sec以上の冷却速度で連続焼鈍される。焼鈍温度が720°C未満では $\alpha + \gamma$ の2相状態にす

ることができないため、下限を720°Cとする。また、850°Cを超えると α 相の体積率が減少し、組織は2相であつても降伏点が上昇し、低降伏比が得られない。均熱時間は20秒未満では $\alpha + \gamma$ の2相組織の生成が不十分であり、5分を超えると γ 相が粗大に生成され延性を劣化させる。好ましい焼鈍範囲は730～780°Cで60～120秒がよい。

次に冷却速度であるが、これまでに述べた成分および製造条件の限定範囲内であれば、1°C/sec以上の冷却速度においてマルテンサイト組織が得られる。冷却速度が早いほど生成マルテンサイト量が増加し、高強度が得られる。ところが、あまり急冷すぎるとマルテンサイトが結晶粒界に沿つて多量に生成され、塑性変形時に応力の集中源となり延性を劣化させる。強度と延性のバランスを良好とするには、適正な冷却速度範囲があり、本発明においては10～50°C/secの冷却速度が好ましい。

次に本発明の実施例を示す。

実施例 1

第1表に示す成分の鋼を溶製し、同表に示す条件で熱延-冷延-連続焼鈍を行つた。

試料No.1～5で成分の影響、No.6と8で熱延条件の影響、No.9～13で焼鈍条件の影響を各々調査した。

焼鈍後の機械的性質を第2表に示すが、本発明範囲内で製造した鋼板は降伏比が低く、降伏点伸びもなく延性に優れ、加工性が良好なことが明らかである。

第 1 表

試料 No.	成 分 (wt %)										熱 延 性 能	冷 延 性 能	連続焼鈍				
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	B/C	B-0.7N			仕上出 口溫度 ℃	挽取 溫度 ℃	熱延後 の冷却 速度 ℃/sec	均熱 溫度 ℃	均熱 時間 sec
1	0.09	0.02	1.57	0.013	0.010	0.044	0.0030	0.0030	0.03	0.0009	890	550	30	75	760	90	6
2	0.15	0.02	1.60	0.012	0.010	0.030	0.0024	0.0032	0.02	0.0015	—	—	—	—	—	—	—
※3	0.07	0.02	1.60	0.010	0.009	0.051	0.0022	0.0059	0.08	0.0044	—	—	—	—	—	—	4
※4	0.13	0.35	1.82	0.011	0.010	0.046	0.0035	0.0072	0.06	0.0048	—	—	40	—	—	—	1
5	0.08	1.0	0.60	0.01	0.011	0.045	0.0038	0.0066	0.08	0.0039	—	—	30	—	—	—	6
6	0.06	0.02	1.58	0.010	0.010	0.038	0.0037	0.0047	0.08	0.0021	880	750	7	—	—	—	5
※7	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	900	600	30	—	—	—	—
8	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	750	450	160	—	—	—	—
9	0.06	0.05	1.65	0.012	0.010	0.052	0.0035	0.0048	0.09	0.0024	—	—	30	75	700	—	—
※10	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	730	—	—
※11	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	30	—	800	—	—
※12	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	60	—	850	—	—
13	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	60	—	750	15	—

(注) 1. 試料の欄で※印を付した試料は本発明鋼で、他は比較鋼を示す。
 2. 热延の仕上板厚は 3.2 mm である。
 3. 冷延、板の板厚 0.80 mm である。

第 2 表

試料 No.	YP (kg/mm ²)	TS (kg/mm ²)	E1 (%)	YP/TS (%)	YP-E1 (%)
1	34.6	51.6	32	0.67	1.0
2	36.2	53.2	33	0.68	1.5
※3	21.7	48.3	37	0.45	0
※4	29.8	57.6	30	0.52	0
5	35.0	47.2	30	0.76	4.7
6	28.9	47.6	32	0.61	1.2
※7	22.5	48.1	38	0.48	0
8	35.0	53.1	32	0.66	2.4
9	30.7	42.7	38	0.72	3.0
※10	25.5	45.6	39	0.56	0
※11	22.4	48.8	37	0.46	0
※12	26.4	42.5	34	0.62	0
13	27.3	43.4	37	0.63	1.7

(注) ※印は本発明鋼である。

実施例 2

第 3 表に示す鋼成分および製造条件で作られた冷延鋼板を、室温から 600 ℃まで 20 秒、600 ℃から 770 ℃まで 25 秒で加熱し、770 ℃から直ちに 680 ℃まで 60 秒 (冷却速度 1.5 ℃/sec) 、680 ℃から 450 ℃まで 20 秒 (11 ℃/sec) で冷却し、450 ℃で 6 秒保定の後、450 ℃から 250 ℃まで空冷し、その後水冷するというゼンジミアタイプの亜鉛メッキラインの熱サイクルにシミュレートした焼鈍を施した。

得られた機械的性質を第 4 表に示す。

本発明によつて製造された鋼板 B と C は上記のような極めて冷却速度の遅い焼鈍サイクルでも伸び比が低く、降伏点、伸びのない複合組織特有の特性を示している。

以上説明したように、本発明の方法によれば
例えば連続溶融亜鉛メッキ設備のように、非常に
冷却速度の遅い連続焼鉄方法で、低降伏比の
複合組織高強度薄鋼板が比較的低合金系の成分
で安定して製造でき、その工業的意義は大きい。

4. 図面の簡単な説明

第1図はC含有量とB含有量の関係において
B/Cが降伏比に及ぼす影響を示す図である。

第3表

試料	成 分 (wt %)						熱延条件 溶延 溶取 冷却 率							
	Al	C	Si	Mn	P	S		sol Al	N	B	B/C	B-0.7N	上出 温度	温度 ℃
A	0.09	0.05	1.58	0.014	0.006	0.028	0.0028	0.0027	0.03	0.0008	900	600	72	%
B	0.07	0.03	1.60	0.012	0.009	0.043	0.0025	0.0074	0.10	0.0049	"	"	"	"
C	0.10	0.02	1.61	0.010	0.010	0.035	0.0033	0.0068	0.07	0.0045	"	"	"	"

代理人 弁理士 茶野木立夫



第1図

